

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-053148
 (43)Date of publication of application : 25.02.1997

(51)Int.CI.

C22C	38/00
C21D	6/00
C21D	7/06
C21D	9/00
C21D	9/32
C22C	38/18
C22C	38/38
C22C	38/58

(21)Application number : 07-206310

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

NISSAN MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 11.08.1995

(72)Inventor : YASUKI SHINICHI
 MATSUSHIMA YOSHITAKE
 OKADA YOSHIO
 USUKI HIDEKI
 KAMATA YASUSHI

(54) MACHINE PARTS MADE OF HIGH TOUGHNESS CASE HARDENING STEEL AND THEIR PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide machine parts made of high toughness case hardening steel, excellent in wear resistance, fatigue characteristic, and impact resistance, at a low cost by applying carburizing and quenching to steel parts containing specific amounts of C, Si, Mn, P, S, Cr, Al, and N.

SOLUTION: Steel parts, prepared by using a steel stock which has a composition consisting of, by mass, 0.1–0.25% C, ≤0.15% Si, >1.20–2.0% Mn, ≤0.02% P, ≤0.02% S, >0.70–1.50% Cr, 0.015–0.060% Al, 0.005–0.030% N, and the balance Fe with inevitable impurities and containing, if necessary, prescribed amounts of Mo, Ni, Cu, V, Ti, Nb, and Ca, is subjected to carburizing and quenching or to carbonitriding and quenching. By this procedure, the total area ratio of martensite and bainite in the core part, the area ratio of martensite, and pro-eutectoid ferrite are regulated to ≥95%, ≤90%, and ≤5%, respectively. Further, the grain size number of austenitic crystal grains in the carburized layer or carbonitrided layer is regulated to No. 8 or above, and also the amount of retained austenite in the part between the surface and a position at a depth of 0.05mm from the surface is regulated to 10–50%.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 25.09.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3524229

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-53148

(43)公開日 平成9年(1997)2月25日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	301		C 22 C 38/00	301N
C 21 D 6/00			C 21 D 6/00	P
7/06		9270-4K	7/06	A
9/00		9352-4K	9/00	A
9/32			9/32	A

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 13 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平7-206310	(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成7年(1995)8月11日	(71)出願人	000003997 日産自動車株式会社 神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地
(72)発明者	安木 真一	(72)発明者	安木 真一 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内
(72)発明者	松島 義武	(72)発明者	松島 義武 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内
(74)代理人	弁理士 植木 久一	(74)代理人	弁理士 植木 久一

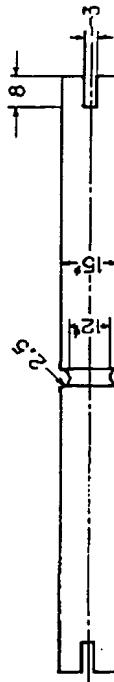
最終頁に続く

(54)【発明の名称】高韧性肌焼き鋼製機械部品およびその製法

(57)【要約】

【課題】優れた衝撃強度と衝撃曲げ疲労特性を備えた高韧性肌焼き鋼製機械部品を提供すること。

【解決手段】C, Mn, Al, N等の含有量が規定された鋼材よりなる機械部品に浸炭焼入れ若しくは浸炭・窒化焼入れ処理してなり、芯部におけるマルテンサイトとベイナイトの総面積率が95%以上、マルテンサイト面積率が90%以下、初折フェライト面積率が5%を超えて生成させず、浸炭層若しくは浸炭・窒化層のオーステナイト結晶粒の結晶粒度番号が8番以上で、且つ表面から0.05mmの深さ位置までの浸炭層若しくは浸炭・窒化層における残留オーステナイト量が10~50%である高韧性肌焼き鋼製機械部品とその製法を開示する。



【0004】ところで歯車等を高強度化する際には、疲労特性の向上に加えて衝撃特性も高める必要があり、衝撃特性の向上対策としては、例えば特開平1-247561号公報に記載されている様に、PやSなどの不純物元素を極力低減すると共にMoやV等の合金元素を含有せしめることによって耐衝撃性を高め、且つ表面に浸炭あるいは浸炭・窒化等の肌焼き処理を施すことによって表面強度を高める方法が知られている。また特開昭62-1843号公報には、原料鋼材中にMoやSi等を添加することによって浸炭処理後の芯部組織を結晶粒度番号で9番以上の微細なフェライト+マルテンサイト二層組織とすると共に、浸炭層の結晶粒度番号も9番以上とすることにより、衝撃特性を高めた高韌性浸炭用鋼も開示されている。

【0005】しかしながら、上記の様に不純物元素を低減したり合金元素を添加するだけでは高強度化と衝撃特性に対する最近の要望を満たすことはできず、また結晶粒度を制御する方法にしても、必ずしも満足のいく性能のものが得られているとはいはず、更には高価な合金元素の多量添加によってコスト高になるという問題も指摘される。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、高価な合金元素を多量添加することなく、低コストで且つ耐摩耗性、疲労特性、耐衝撃性等に優れ、歯車やシャフト等の機械部品として優れた性能を示す高韌性肌焼き鋼製機械部品およびその製法を提供しようとするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することができた本発明に係る高韌性肌焼き鋼製機械部品の構成は、

C : 0. 1~0. 25% (以下、特記しない限りmass%を意味する)

Si : 0. 15%以下

Mn : 1. 20%超、2. 0%以下

P : 0. 02%以下

S : 0. 02%以下

Cr : 0. 70超、1. 50%以下

A1 : 0. 015~0. 060%

N : 0. 005~0. 030%

残部 : Fe および不可避的不純物

よりなる鋼材を用いた機械部品に浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理を施してなり、芯部におけるマルテンサイトとベイナイトの総面積率が95%以上、マルテンサイト面積率が90%以下で、初析フェライトは5%を超える面積率で生成しておらず、浸炭層もしくは浸炭・窒化層のオーステナイト結晶粒の結晶粒度番号が8番以上で、且つ表面から0. 05mmの深さ位置まで

の浸炭層もしくは浸炭・窒化層における残留オーステナイト量が10~50%を満足するものである。上記本発明においては、鋼材中に他の元素としてMo: 0. 08~0. 6%および/またはNi: 0. 2~3. 75%を含有せしめ、更にはCu: 0. 3~2. 0%を含有させ、あるいは更に他の元素としてV: 0. 03~0. 5%、Ti: 0. 005~0. 1%およびNb: 0. 005~0. 1%よりなる群から選択される少なくとも1種の元素を含有させ、更にはCa: 0. 0005~0. 08%および/もしくはZr: 0. 002~0. 08%を含有させることによってその物性を一段と改質することが可能である。

【0008】また上記の高韌性肌焼き鋼製機械部品においては、浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理の後、その表面に圧縮残留応力を付与し、表層部に300N/mm²以上の圧縮残留応力をえたものは、一段と優れた耐疲労特性を示し、この様な圧縮残留応力は、例えば、浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理の後、その表面に、硬さがHRC45以上で且つ粒子径が0. 04~1mmである硬質微粒子を用いて60m/sの投射速度で少なくとも1回のショットピーニング処理を施すことによって与えることができる。

【0009】また本発明に係る製法の構成は、前記成分組成の要件を満足する鋼材よりなる機械部品に浸炭処理もしくは浸炭・窒化処理を施した後の焼入れに際し、当該鋼材のジョミニー焼入性曲線における硬さが、浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理後の機械部品の芯部強度に相当する硬さを示すジョミニー位置J_{eq} (mm) を求めると共に、初析フェライトが5%を超える面積率で生成しない臨界冷却速度V_{c1} (°C/秒) とマルテンサイト面積率が90%となる臨界冷却速度V_{c2} (°C/秒) を、当該鋼材の成分組成から下記(1), (2)式によって求め、前記ジョミニー位置J_{eq} (mm) を下記(3)式に代入することにより求められる冷却速度Vを、上記臨界冷却速度V_{c1} (°C/秒) とV_{c2} (°C/秒) の範囲内として焼入れ処理を行なうところに要旨を有するものである。

$$V_{c1} = 10^{k1} \dots (1)$$

$$\text{式中, } k_1 = 3.62 - 7.17[\text{C}\%] - 0.43[\text{Mn}\%] - 0.64[\text{Cr}\%] - 1.18[\text{Mo}\%] - 3.86[\text{P}\%] - 0.20[\text{Ni}\%]$$

$$V_{c2} = 10^{k2} \dots (2)$$

$$\text{式中, } k_2 = 4.01 - 5.96[\text{C}\%] - 0.33[\text{Mn}\%] - 0.33[\text{Cr}\%] - 0.66[\text{Mo}\%] - 9.45[\text{P}\%] - 0.33[\text{Ni}\%]$$

$$V = 390 J_{eq}^{-1.35} \dots (3)$$

【0010】また、上記の方法により浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理を行なったの後、その表面に、硬さがHRC45以上で且つ粒子径が0. 04~1mmである硬質微粒子を使用し、60m/sの投射速度で少なくとも1回ショットピーニング処理を施せば、表面硬度の一層高められた高韌性肌焼き鋼製機械部品を得

ることができる。

【0011】

【発明の実施の形態】本発明では、上記の様に成分組成の特定された鋼材よりなる機械部品を浸炭焼入れ若しくは浸炭・窒化焼入れ処理物における非浸炭若しくは非浸炭・窒化層である芯部の金属組織を規定すると共に、浸炭若しくは浸炭・窒化層におけるオーステナイト結晶粒のサイズと残留オーステナイト量を規定したものであり、それにより、従来の肌焼き鋼製部品に比べて卓越した耐疲労特性と耐衝撃特性を兼ね備えた高強度肌焼き鋼製機械部品を得ることに成功したものである。

【0012】従来より、炭素含有量が同程度の鋼材では、浸炭若しくは浸炭・窒化焼入れ処理後の芯部の硬さが高いほど、耐衝撃特性は低下すると考えられている。ところが本発明者らが種々検討を行ったところによると、芯部の金属組織がマルテンサイトとベイナイト主体であっても、それらの面積率を適正に調節してやれば、マルテンサイトまたはベイナイト主体の芯部組織を有するものを上回る衝撃特性が与えられることをつきとめた。

【0013】この理由は必ずしも明確にされた訳ではないが、次の様に考えられる。即ち、芯部組織がマルテンサイトあるいはベイナイトである場合、旧オーステナイト結晶粒内においてラス方向が揃っている単位が大きいため、オーステナイト結晶粒を微細化するのと同様の耐衝撃特性改善効果を得ることはできない。ところが芯部組織をマルテンサイトとベイナイトの混合組織とすると、旧オーステナイト粒内において前記ラス方向の揃った単位が非常に微細なものとなり、微細なオーステナイト結晶粒を有する芯部組織の機械部品に匹敵する優れた衝撃特性を示すこと、そしてこの様な衝撃特性を確保するには、芯部の金属組織をマルテンサイトとベイナイト主体の混合組織と共にそれらの面積率を95%以上、マルテンサイトの面積率を90%以下とし、且つ初析フェライトを面積率で5%を超えて生成させなければよい、という事実をつきとめた。尚、マルテンサイト面積率を90%以下、初析フェライト面積率を5%を超えて生成させないことにより、残りの部分はベイナイト組織となり、その結果優れた衝撃特性を得ることができる。

【0014】一方浸炭若しくは浸炭・窒化層については、従来は残留オーステナイト量が多くなるにつれて表面硬さが低下し、疲労特性は低下すると考えられていた。ところが本発明者らが研究を進めたところによると、必ずしも残留オーステナイト量が多くなるほど疲労特性が低下するとは限らず、高レベルの疲労特性を確保するには、浸炭若しくは浸炭・窒化層内に適量の残留オーステナイトを存在させるべきであること、そして表面から0.05mmの深さ位置までの浸炭層若しくは浸炭・窒化層における該残留オーステナイト量を10~50

%の範囲に設定してやれば、衝撃疲労破壊時に表面から発生する亀裂に伴う応力が緩和され、優れた衝撃疲労特性が発揮されることをつきとめた。

【0015】以下、本発明で使用する鋼材の化学成分を規定した理由、更には浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理後の金属組織などを定めた理由を詳細に説明する。まず鋼材の化学成分を定めた理由を明らかにする。

【0016】C: 0.1~0.25%

Cは、機械部品としての芯部強度を確保するうえで欠くことのできない元素であり、0.1%未満では十分な強度が得られなくなる。しかし、過剰に含有させると韧性が劣化するほか、被削性や冷間鍛造性が低下して加工性を損なうので0.25%を上限とする。Cのより好ましい含有量は0.12~0.25%の範囲である。

【0017】Mn: 1.2%超、2.0%以下

Mnは、浸炭あるいは浸炭・窒化処理時の表面炭素濃度を高める作用を有すると共に、Mn自身の作用によって浸炭あるいは浸炭・窒化層のMs点を低下させて浸炭

(または浸炭・窒化)焼入れ処理後の浸炭(または浸炭・窒化)層の残留オーステナイトを増大させる作用を有しており、更には溶鋼の脱酸にも有効に作用する。こうした効果を有効に発揮させるには1.2%を超えて含有させなければならないが、過度に含有させると、冷間加工性や被削性に悪影響を与えると共に、結晶粒界への偏析量の増大によって粒界強度を低下させ、衝撃特性に悪影響を及ぼす様になるので、2.0%以下に抑えなければならない。Mnのより好ましい含有量は1.4~1.8%の範囲である。

【0018】Cr: 0.7%超、1.5%以下

Crは焼入れ性向上元素として有効な元素であり、その効果を有効に発揮させるには0.7%を超えて含有せらるることが必須であるが、1.5%を超えるとCrあるいはその炭化物の粒界への偏析が起こって粒界強度を低下させ、韧性に悪影響を及ぼす様になるので、それ以下に抑えなければならない。Crのより好ましい含有量は1.0~1.3%の範囲である。

【0019】Al: 0.015~0.06%

Alは鋼材の脱酸材として鋼中に含まれてくる元素であり、鋼中のNと結合してAlNを生成し、結晶粒の粗大化を防止する作用を有している。こうした効果を有効に発揮させるには0.015%以上含有させなければならないが、その効果は0.06%程度で飽和し、それを超えると酸素と結合して非金属系介在物となり、衝撃特性等に悪影響を及ぼす様になるので、0.06%を上限と定めた。

【0020】N: 0.005~0.030%

Nは鋼中でAl, V, Ti, Nb等と結合して窒化物を生成し、結晶粒の粗大化を抑制する作用を有しており、その効果は0.005%以上含有させることによって有

効に発揮される。しかし、それらの効果は約0.030%で飽和し、それ以上に含有せると窒化物が介在物となって物性に悪影響を及ぼす様になるので、それ以上の添加は避けなければならない。

【0021】Si : 0.15%以下

Siは、強化元素あるいは脱酸性元素として有効に作用する反面、粒界酸化を助長して曲げ疲労特性を劣化させると共に冷間鍛造性にも悪影響を及ぼす。従ってこうした障害をなくすにはその含有量を0.15%以下に抑えなければならない。特に高レベルの曲げ疲労特性が求められるときは、その含有量を0.10%以下に抑えることが望まれる。こうした観点から、Siのより好ましい含有量は0.02~0.10%の範囲である。

【0022】P : 0.02%以下

Pは結晶粒界に偏析して韌性を低下させるので、その上限は0.02%と定めた。Pのより好ましい含有量は0.015%以下、更に好ましくは0.010%以下である。

【0023】S : 0.02%以下

SはMnSを生成し被削性の向上に寄与するが、本発明を歯車等に適用する場合は、縦目の衝撃特性だけでなく横目の衝撃特性も重要であり、横目の衝撃特性向上には異方性の低減が必要となり、そのためにはS含有量を0.02%以下に抑えなければならない。Sのより好ましい含有量は0.017%以下、更に好ましくは0.015%以下である。

【0024】また本発明で使用する鋼材には、上記の必須元素に加えて下記の様な元素を適量含有せしめ、肌焼き鋼製機械部品としての特性を一段と高めることも有効である。

【0025】Mo : 0.08~0.6%および/Ni : 0.2~3.75%

これらの元素は、焼入性を高めあるいは焼入れ組織を微細化する作用を有する点で同効元素であり、特にMoは不完全焼入れ組織の低減と焼入性の向上、更には粒界強度の向上に有効に作用し、更にNiは焼入れ後の組織を微細化して耐衝撃性の向上に寄与する。こうした効果は、Mo : 0.08%以上、Ni : 0.2%以上を含有させることによって有効に発揮されるが、Moの上記効果は約0.6%で飽和し、またNiの前記効果も3.75%で飽和するので、それ以上の添加は経済的に全く無駄である。

【0026】Cu : 0.3~2.0%

Cuは耐食性の向上に有効に作用する元素であり、その効果は0.3%以上含有せることによって有効に発揮されるが、その効果は2.0%で飽和するのでそれ以上の含有は無駄である。尚Cuを単独で含有せると、鋼材の熱間加工性が悪くなる傾向があるので、こうした弊害を回避するには、熱間加工性向上効果を有するNiを前記含有量の範囲で併用することが望ましい。

【0027】V : 0.03~0.5%、Ti : 0.005~0.1%およびNb : 0.005~0.1%よりなる群から選択される少なくとも1種の元素

これらの元素はCやNと結合して炭化物や窒化物を生成し、結晶粒を微細化して韌性（耐衝撃性）の向上に寄与する。こうした効果は、夫々上記下限値以上含有されることによって有効に発揮されるが、夫々上限値付近でその効果は飽和し、被削性や冷間加工性に悪影響を及ぼす恐れがでてくるので、夫々上限値以下に抑えなければならない。

【0028】Ca : 0.0005~0.08%および/Zr : 0.002~0.08%

Caは、硬質の介在物を柔軟な介在物で包み込み、またZrはMnSを球状化させ、いずれも被削性の向上に寄与するほか、両元素ともMnSの球状化による異方性の低減によって横目の衝撃特性を高める作用を有しており、それらの作用は夫々上記下限値以上含有されることによって有効に発揮される。しかし、それらの効果は夫々0.08%で飽和する。

【0029】本発明に係る高韌性肌焼き鋼製機械部品は、上記成分組成を満足する鋼材による機械部品に浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ処理を施すことによって得られるものであるが、本発明においては上記成分組成の要件に加えて、浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ処理後の芯部および浸炭（または浸炭・窒化）層の金属組織や結晶粒度を規定する点に大きな特徴を有しているので、以下それらについて詳述する。

【0030】芯部がマルテンサイトとベイナイト主体の混合組織で且つ芯部のマルテンサイト+ベイナイト面積率が95%以上、マルテンサイト面積率が90%以下、初析フェライト面積率が5%を超えて生成しない

本発明においては、芯部組織をマルテンサイトとベイナイト主体の混合組織とすることによって、前述の如く従来法でオーステナイト結晶粒を微細化するのと同様の効果を得ることができ、芯部の韌性向上により耐衝撃性を高めることができるとなる。こうした効果は、上記混合組織を有する芯部の衝撃破断面における破面単位が極めて微細なものとなっていることによって確認することができる。しかも芯部の金属組織をこの様な混合組織にすると、Hv250以上の芯部硬さを確保することができ、ケースクラッシングの発生も抑制される。尚ケースクラッシングとは、浸炭層（または浸炭・窒化層）と芯部との境界部または少し芯部側寄りの位置にクラックが発生し、該クラックが表面に対し平行方向に進展していくには表面とつながり、浸炭層（または浸炭・窒化層）が剥離する現象をいう。

【0031】こうした芯部の衝撃特性向上効果を有効に発揮させるには、該芯部の（マルテンサイト+ベイナイト）面積率を95%以上、マルテンサイト面積率を90%以下、初析フェライトを5%超える面積率で生成させ

ないことが必須となる。ちなみに芯部の（マルテンサイト+ベイナイト）面積率が95%未満、マルテンサイト面積率が90%超、初析フェライト面積率が5%超になると、2層混合による組織微細化が不充分となって衝撃特性改善効果が得られなくなる。

【0032】尚、肌焼き部品における芯部の金属組織は、浸炭（または浸炭・窒化）処理後の冷却速度によって変わり、該冷却速度は部品の形状や寸法、焼入れ剤の種類等によって変わってくるが、上記の様な芯部組織を得るための好適条件等については後述する。マルテンサイト、ベイナイト、初析フェライトの面積率は、たとえば走査型電子顕微鏡を使用し1500倍で芯部組織を撮影し、画像解析によって測定できる。

【0033】浸炭（または浸炭・窒化）層のオーステナイト結晶粒度番号が8番以上

オーステナイト結晶粒の微細化によって衝撃特性が向上すること自体は公知である。そこで本発明でも、結晶粒の微細化作用を狙って鋼材中にN, A1, Nb, Ti, V等を含有させているが、高温・長時間の浸炭（または浸炭・窒化）処理を行ない、あるいは冷間加工の後に浸炭（または浸炭・窒化）処理を行なった場合、浸炭（または浸炭・窒化）層のオーステナイト結晶粒は粗大となって衝撃特性は著しく低下していく。従って、こうした結晶粒の粗大化による衝撃特性の低下を阻止するには、浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ処理後における浸炭（または浸炭・窒化）層のオーステナイト結晶粒を粒度番号8以上（JIS G 0551の結晶粒度試験法による）とすることが必須の要件となる。

【0034】浸炭（または浸炭・窒化）層の表面から0.05mmの深さ位置までの残留オーステナイト量が10~50%

前述の如く従来は、浸炭（または浸炭・窒化）層の残留オーステナイト量が多くなるにつれて表面硬さが低下し、疲労特性は低下すると考えられていた。ところが本発明者らが研究を進めたところによると、必ずしも残留オーステナイト量が多くなるほど疲労特性が低下するとは限らず、残留オーステナイト量を適正な範囲に制御してやれば、衝撃疲労特性が著しく高められることを知った。即ち浸炭（または浸炭・窒化）層中の残留オーステナイトは、衝撃疲労破壊時に表面から発生する亀裂に伴う応力を緩和する作用を有しており、こうした作用を有效地に発揮させるには、表面から0.05mmの深さ位置までの残留オーステナイト量を10%以上にすればよいことをつきとめた。但し、この部分の残留オーステナイト量が多くなりすぎると、表面硬さが過度に低くなつて疲労強度の低下による衝撃疲労特性の向上効果が有效地に発揮されなくなるので、残留オーステナイト量（表面から0.05mmを電解研磨した後、X線回折により測定）は50%以下に抑えなければならない。該残留オーステナイト量のより好ましい範囲は20~40%の範囲

である。

【0035】上記の様に本発明に係る肌焼き鋼製機械部品は、鋼材の成分組成と芯部および浸炭（または浸炭・窒化）層の金属組織や結晶粒度を規定することによって、優れた衝撃特性と疲労特性を兼備させたものであるが、この様な特性を備えた肌焼き鋼製機械部品は、下記の様な方法を採用することによって容易に得ることができる。

【0036】即ち、上記成分組成の要件を満足する鋼材よりなる機械部品に浸炭処理もしくは浸炭・窒化処理を施した後の焼入れに際し、当該鋼材のジョミニー焼入性曲線における硬さが、浸炭焼入れ処理もしくは浸炭・窒化焼入れ処理後の機械部品の芯部強度に相当する硬さを示すジョミニー位置 J_{eq} (mm) を求めると共に、初析フェライトが面積率で5%を超えて生成しない臨界冷却速度 V_{c1} (°C/秒) とマルテンサイト面積率が90%となる臨界冷却速度 V_{c2} (°C/秒) を、当該鋼材の成分組成から前記(1), (2)式によって求め、前記ジョミニー位置 J_{eq} (mm) を前記(3)式に代入することにより求められる冷却速度Vが、上記臨界冷却速度 V_{c1} (°C/秒) と V_{c2} (°C/秒) の範囲内となる様な冷却速度Vで焼入れ処理を行なう方法である。

【0037】即ち、芯部のマルテンサイト面積率を90%以下、初析フェライト面積率を5%を超えて生成させないためには浸炭（または浸炭・窒化）後の焼入れ時における冷却速度を適正に制御することが有効であり、浸炭（または浸炭・窒化）処理後の焼入れ時における90~300°Cの間の芯部の平均冷却速度V (°C/秒) が、初析フェライト面積率が5%を超えない臨界冷却速度 V_{c1} (°C/秒) 以上で且つ90%マルテンサイトが生成する臨界冷却速度 V_{c2} (°C/秒) 以下にすることが有効となる。

【0038】ところで、一般に肌焼き部品の冷却速度は、部品の形状や寸法、焼入剤の種類等によって変化するため、通常は予め実測により適正な冷却条件を割り出して標準的な冷却条件の設定が行なわれるが、実際には操業時に焼入れ槽内にある部品内部の冷却速度を実測することは容易でない。そこで、当該機械部品の成分組成をジョミニー焼入性曲線と対応せしめ、該成分組成から浸炭（もしくは浸炭・窒化）部品の芯部の冷却速度を割り出すことはできないかと考え、その線に沿って研究を進めた結果、上記臨界冷却速度 V_{c1} および V_{c2} を、鋼材の成分組成から下記 k_1 , k_2 によって算出することができ、それらの計算値から下記式により適正な冷却速度Vが求められることを知った。

$$V_{c1} \leq V \leq V_{c2}$$

$$V_{c1} = 10^{k_1} \dots \dots (1)$$

$$\text{式中, } k_1 = 3.62 - 7.17[\text{C}\%] - 0.43[\text{Mn}\%] - 0.64[\text{Cr}\%] - 1.18[\text{Mo}\%] - 3.86[\text{P}\%] - 0.20[\text{Ni}\%]$$

$$V_{c2} = 10^{k_2} \dots \dots (2)$$

11

式中、 $k_2 = 4.01 - 5.96[\text{C} \%] - 0.33[\text{Mn} \%] - 0.33[\text{Cr} \%] - 0.66[\text{Mo} \%] - 9.45[\text{P} \%] - 0.33[\text{Ni} \%]$
 $V = 390 J_{eq}^{-1.35} \dots \dots \quad (3)$

【0039】以下、冷却速度Vの算出法について説明する。部品芯部における冷却速度の算出法は、まず図1に示す如く浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ後の部品の芯部硬度（Hc）を測定し、ジョミニー焼入性曲線において、硬さがHcに相当するジョミニー位置J_{eq}（mm）を求める。一方、本発明者らが種々の成分組成および寸法サイズの鋼材について、各ジョミニー位置J_{eq}と、900～300°C間における平均冷却速度Vの関係を調べたところ、図2に示す如く両者の間には一定の相関関係があり、前記式（3）で規定する様に「 $V = 390 J_{eq}^{-1.35}$ 」の関係が成立することを確認した。そして、上記で求められるジョミニー位置J_{eq}をこの関係式に代入すれば、焼入れ時における芯部の適正な冷却速度Vが求められることを知った。即ち「 $V = 390 J_{eq}^{-1.35}$ 」は、部品の焼入れ時の芯部硬度に相当するジョミニー位置における900～300°Cの芯部の平均冷却速度（°C/秒）に相当するものである。

【0040】即ち、ジョミニー焼入性曲線を測定した任意の鋼材を実際の機械部品に加工し、焼入れ後の芯部硬度Hcを測定すると、焼入れ時の芯部の平均冷却速度Vを求めることができ、また前述の如く初析フェライト面積率が5%を超えない臨界冷却速度Vc1と、90%マルテンサイトが生成する臨界冷却速度Vc2とは、夫々当該鋼材の化学組成から求められるk₁、k₂を元に、前記式（1）、（2）で示した様に 10^{k_1} 、 10^{k_2} の計算値として求めることができますので、浸炭（または浸炭・窒化）処理後の900～300°Cの部品の芯部平均冷却速度Vが、上記Vc1とVc2の間に納まる様に制御すれば、得られる肌焼き鋼製部品の芯部組織を前述の如く適正なマルテンサイト・ベイナイト主体の混合組織とすることができますのである。

【0041】尚、浸炭（または浸炭・窒化）層におけるオーステナイト結晶粒については、先に示した鋼材の成分組成や浸炭（または浸炭・窒化）後の焼入れ条件にも影響を受けるが、上記の様な焼入れ条件の下で該結晶粒を十分に微細化してその結晶粒度番号を8番以上とするには、NおよびA1量が前記要件を満足する鋼材では高温圧延を施した後、またNbやTiを含有する鋼材の場合は低温圧延を施した後、浸炭（あるいは浸炭・窒化）焼入れ処理を施す方法等を採用すればよい。

【0042】また該浸炭（または浸炭・窒化）層における表面から0.05mmの深さ位置の残留オーステナイト量を、上記の様な焼入れ条件の下で適正な10～50%の範囲に納めるには、残留オーステナイト生成元素である合金元素（Mn, Cr, Ni, Mo）等の含有量を適正に調整すると共に、浸炭（あるいは浸炭・窒化）処理雰囲気中の炭素濃度やNH₃流量等を適正に調整する

12

方法を採用すればよい。

【0043】更に本発明においては、上記の浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ処理を施した後、その表面に適正な条件でショットピーニング処理等を施して表層部に300N/mm²以上の圧縮残留応力（X線回折により測定）を付与してやれば、衝撃特性を全く損なうことなく疲労特性を一段と高めることができる。その様な改質効果は、粒子径が0.04～1mmで且つHRC45以上の硬質微粒子を使用し、60m/s以上の投射速度で1回以上のショットピーニング処理を施すことによって得られる。

【0044】ちなみにショット粒の硬さがHRC45未満、粒子径が0.04mm未満あるいは投射速度が60m/s未満では、ショットピーニング処理による前述の様な圧縮残留応力付与効果が有意に發揮され難くなる。ショット粒の硬さや投射速度の上限は特に限定されないが、実用性を加味するとそれらの好ましい上限はHRC65程度および150m/s程度である。また硬質微粒子の粒子径が1mmを超える粗大なものでは表面荒れの問題がでてくるので、この様な問題を生じることなくショットピーニング効果をより効果的に發揮させるうえでは、ショット粒の粒子径を0.3～1.0mm程度にするのがよい。ショットピーニング処理は1回で十分であるが、必要によっては2回以上施すことも勿論可能である。

【0045】また本発明で採用される浸炭（または浸炭・窒化）法には一切制限がなく、従来から知られた例えはガス浸炭（または浸炭・窒化）法、固体浸炭（または浸炭・窒化）法、液体浸炭（または浸炭・窒化）法、プラズマ浸炭（または浸炭・窒化）法、真空浸炭（または浸炭・窒化）法などを全て採用することが可能である。

【0046】

【実施例】次に実施例を挙げて本発明の構成および作用効果をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0047】実施例

表1、2に示す1～37の化学組成を有する鋼材を150kgの真空溶解炉で溶製し鋳造した後直径30mmに熱間鍛造し、溶体化処理（1250°C×1時間→空冷）および焼きならし処理（850°C×1時間→空冷）を行なった後、機械加工によって図3に示すシャルピー衝撃試験片を作製し、また、表1、2におけるNo.4, 6, 10, 29, 36については更に上記と同様にして溶製、熱間鍛造、溶体化処理、焼きならし処理を行なった後、機械加工によって図4に示す衝撃曲げ疲労試験片を作製した。次いで夫々の試験片について、表3, 4および図5に示す条件で浸炭焼入れを行なった後、室温で

の衝撃試験および松村式繰り返し衝撃曲げ疲労試験を行なった。尚、浸炭焼入れ後の衝撃試験片および衝撃曲げ疲労試験片の芯部硬さを測定し、ジョミニー焼入れ性曲線に基づいて焼入れ時の芯部の冷却速度に相当するジョミニー位置 J_{eq} を求め、冷却速度 V を算出したところ、それぞれ J_{eq} は 5 mm および 5.5 mm であり、シャルピー衝撃試験片および衝撃曲げ疲労試験片を製造する際における浸炭焼入れ処理時の冷却速度 V は 44 (°C/秒) および 39 (°C/秒) であった。

【0048】前記式(1), (2)により鋼材の成分組^{*10}

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	Nb	その他
発明鋼	1	0.14	0.12	1.79	0.007	0.015	0.028	0.010	1.04	—	—	—	—	—	
	2	0.16	0.10	1.80	0.008	0.020	0.028	0.010	1.10	—	—	—	—	—	
	3	0.18	0.08	1.72	0.002	0.012	0.022	0.011	1.05	—	—	—	—	—	
	4	0.17	0.06	1.36	0.010	0.015	0.030	0.012	1.35	—	—	—	—	—	
	5	0.13	0.06	1.85	0.008	0.019	0.028	0.010	1.22	—	—	—	—	—	
	6	0.13	0.08	1.21	0.012	0.011	0.027	0.011	0.99	0.16	—	—	—	—	
	7	0.10	0.07	1.25	0.010	0.012	0.030	0.011	1.05	0.42	—	—	—	—	
	8	0.13	0.13	1.21	0.018	0.018	0.032	0.013	1.45	0.20	0.45	—	—	—	
	9	0.18	0.09	1.42	0.015	0.012	0.024	0.008	1.05	—	0.30	0.35	—	—	
	10	0.15	0.11	1.22	0.009	0.012	0.022	0.011	0.71	0.59	0.34	—	—	—	
	11	0.17	0.12	1.25	0.010	0.012	0.031	0.012	0.80	—	—	—	0.012	—	
	12	0.18	0.02	1.55	0.017	0.012	0.029	0.015	0.72	0.24	—	—	0.22	—	
	13	0.12	0.06	1.55	0.015	0.011	0.018	0.011	0.77	—	2.18	—	0.34	—	
	14	0.12	0.05	1.46	0.007	0.013	0.032	0.018	0.87	0.55	—	—	0.12	0.015	
	15	0.15	0.10	1.52	0.006	0.018	0.018	0.012	0.75	0.42	0.62	0.32	0.33	—	0.011
	16	0.15	0.11	1.52	0.006	0.018	0.018	0.012	0.75	0.42	0.62	0.32	0.33	—	0.010
	17	0.10	0.08	1.32	0.011	0.013	0.035	0.018	1.05	0.58	0.28	—	0.15	0.035	—
	18	0.15	0.09	1.35	0.006	0.010	0.046	0.015	0.87	0.49	0.76	0.35	0.03	0.013	0.015
	19	0.21	0.06	1.88	0.013	0.021	0.031	0.011	0.82	—	—	—	—	—	Ca:0.002
	20	0.18	0.10	1.93	0.010	0.018	0.029	0.018	1.46	—	—	—	—	—	Zr:0.018
	21	0.12	0.08	1.69	0.013	0.008	0.018	0.012	0.81	0.48	—	—	—	—	Ca:0.003
	22	0.20	0.06	1.22	0.011	0.020	0.030	0.008	1.02	—	0.89	—	0.12	0.008	—
	23	0.20	0.06	1.59	0.012	0.016	0.033	0.012	0.75	—	0.55	—	—	0.038	—
	24	0.12	0.06	1.78	0.010	0.008	0.020	0.015	0.75	0.59	0.70	0.50	—	0.011	—
	25	0.20	0.15	1.35	0.011	0.012	0.038	0.011	0.78	—	0.46	—	0.06	0.010	Ca:0.001 Zr:0.018

(mass %)

【0050】

【表2】

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	Nb	その他
比較鋼	26	0.11	0.08	1.24	0.007	0.011	0.030	0.011	0.72	—	—	—	—	—	
	27	0.10	0.09	1.30	0.010	0.012	0.030	0.010	0.85	—	—	—	—	—	
	28	0.25	0.06	1.80	0.009	0.008	0.028	0.009	1.10	—	—	—	—	—	
	29	0.20	0.04	1.81	0.020	0.022	0.030	0.011	0.99	0.25	—	—	—	—	
	30	0.10	0.07	1.88	0.026	0.020	0.032	0.009	1.02	0.50	—	—	—	—	
	31	0.11	0.08	1.99	0.025	0.008	0.030	0.010	0.78	0.59	—	—	—	—	
	32	0.02	0.03	1.21	0.020	0.018	0.028	0.010	0.79	—	—	—	—	—	
	33	0.15	0.08	0.20	0.008	0.012	0.032	0.011	0.75	—	—	—	—	—	
	34	0.23	0.02	1.89	0.010	0.018	0.032	0.010	0.77	—	—	—	—	—	
	35	0.24	0.10	1.76	0.002	0.012	0.026	0.010	0.81	—	—	—	—	—	
	36	0.20	0.02	1.76	0.025	0.010	0.002	0.011	0.75	—	—	—	—	—	
	37	0.23	0.09	1.80	0.009	0.015	0.030	0.004	0.82	—	—	—	—	—	

(mass %)

【0051】

【表3】

15

16

		V _{c1}	V _{c2}	心部硬さ (HV)	残留オーステ ナイト量 (%)	浸炭温度 (°C)	CP値 (%)	結晶粒 度番号	マルテンサイト+ ベイナイト面積率 (%)	マルテンサイ ト面積率 (%)	衝撃値 (J/cm ²)
発明鋼	1	14.3	149.8	389	38	900	0.8	8.9	100	10	63
	2	9.2	105.6	411	35	900	0.8	8.2	100	28	68
	3	8.1	101.0	416	34	900	0.8	8.5	100	35	62
	4	8.2	101.9	410	41	900	0.8	8.8	100	41	60
	5	12.0	140.1	404	40	900	0.8	8.9	100	14	64
	6	19.9	195.1	347	39	900	0.8	8.5	100	12	68
	7	14.4	192.0	358	34	900	0.8	8.6	100	86	78
	8	7.0	80.7	397	45	900	0.8	8.1	100	11	70
	9	8.5	76.1	393	36	900	0.8	9.0	100	27	68
	10	5.8	78.1	378	33	900	0.8	8.9	100	48	77
	11	20.6	168.2	347	38	980	0.8	9.6	100	10	55
	12	7.1	74.0	394	30	980	0.8	9.3	100	87	74
	13	12.8	46.6	399	45	980	0.8	8.5	100	24	78
	14	7.9	125.0	385	38	980	0.8	8.8	100	49	80
	15	5.9	67.4	388	49	980	0.8	8.9	100	20	82
	16	9.3	124.1	389	25	980	0.8	9.0	100	34	74
	17	7.6	112.1	380	28	980	0.8	8.5	100	38	67
	18	4.5	56.6	394	22	980	0.8	9.2	100	70	68
	19	5.4	55.5	444	35	900	0.8	8.3	100	78	52
	20	3.4	53.0	474	30	900	0.8	8.4	100	82	51
	21	6.8	99.3	401	33	900	0.8	8.2	100	65	64
	22	6.7	55.9	389	25	900	0.8	10.1	100	37	75
	23	7.3	56.4	391	36	900	0.8	11.2	100	28	60
	24	4.4	55.6	402	25	900	0.8	10.8	100	45	67
	25	9.4	72.3	376	27	900	0.8	12.0	100	25	65

【0052】

20 【表4】

		V _{c1}	V _{c2}	心部硬さ (HV)	残留オーステ ナイト量 (%)	浸炭温度 (°C)	CP値 (%)	結晶粒 度番号	マルテンサイト+ ベイナイト面積率 (%)	マルテンサイ ト面積率 (%)	衝撃値 (J/cm ²)
比較鋼	26	64.6	438.0	291	24	900	0.8	8.2	0	0	142
	27	57.7	407.4	316	30	900	0.8	8.3	0	0	140
	28	2.1	30.1	463	26	900	0.8	8.5	100	100	29
	29	2.5	34.7	441	35	900	0.8	8.1	100	100	34
	30	5.6	75.1	411	53	900	1.1	8.8	100	51	60
	31	4.8	55.3	414	54	900	1.1	8.5	100	89	53
	32	236.3	1101.0	224	38	900	0.8	8.3	0	0	136
	33	88.6	533.2	244	43	900	0.8	8.4	3	0	109
	34	4.2	46.4	440	36	980	0.8	5.4	100	73	38
	35	4.1	51.6	442	35	980	0.8	4.2	100	88	32
	36	7.1	56.7	405	34	900	0.8	2.8	100	74	13
	37	4.3	48.9	438	36	900	0.8	2.5	100	90	12

【0053】表1からも明らかである様に、発明鋼1～25は化学成分、浸炭層の残留オーステナイト量、浸炭層の結晶粒度番号、マルテンサイト+ベイナイト面積率等の全てにおいて本発明の規定要件を満足するものであり、また浸炭焼入れ時の冷却速度V=44(°C/秒)が初析フェライト面積率が5%を超えない臨界冷却速度V_{c1}(°C/秒)以上で且つ90%マルテンサイトが生成する臨界冷却速度V_{c2}(°C/秒)以下であるため、50J/cm²以上の高い衝撃値が得られている。

【0054】これに対し表2の鋼種26, 27は、マルテンサイト面積率、マルテンサイト+ベイナイト面積率がいずれも規定範囲外であるにもかかわらず、非常に優れた衝撃特性を示している。しかしながら、芯部硬さがHV250以下であるためケースクラッキングが発生し易く、疲労強度の低下が懸念される。また比較鋼28, 29の化学成分や結晶粒度番号、残留オーステナイト量などは規定要件を満たしているが、冷却速度が不適正で

あるため芯部のマルテンサイト面積率が規定範囲を外れており、満足な衝撃値が得られていない。比較鋼30, 31は、残留オーステナイト量が規定範囲を超えているため、疲労強度に問題を生じる可能性が高い。

【0055】比較鋼32, 33は、夫々C量、Mn量が規定範囲を超えており、また冷却速度も不適正で焼入性不足であるため、マルテンサイト面積率、マルテンサイト+ベイナイト面積率が規定範囲を外れている。それにもかかわらず非常に優れた衝撃特性を示しているが、反面芯部硬さがHV250以下と極端に低いためケースクラッキングが発生し、疲労強度が低下する可能性が高い。比較鋼34, 35は、化学成分は適正であるものの、浸炭処理後夫浸炭層の結晶粒度番号が小さく規定範囲を外れているため、衝撃特性が低い。比較鋼36, 37は、それぞれA1量、N量が規定範囲を外れるものであり、浸炭層の結晶粒度番号が規定範囲を外れて小さくなっているため、衝撃特性が劣悪になっている。

17

【0056】また図6からも明らかである様に、本発明の規定要件を全て満足する鋼種4, 6, 10は、いずれも比較鋼29, 36に比べて格段に優れた衝撃曲げ疲労特性を有していることが分かる。即ち比較鋼29では、化学成分は本発明の要件を満足しているものの、冷却速度Vが規定要件を外れているため浸炭処理後の芯部のマルテンサイト面積率が高く、また比較鋼36では、浸炭処理後の浸炭層の結晶粒度番号が小さく、本発明の規定要件を外れているため、満足のいく衝撃曲げ疲労特性が得られない。

【0057】次に、前記表1に示したシャルピー衝撃試験片（浸炭焼入れ処理前のもの）のうち鋼種1～5につ*

		化 学 成 分 (mass%)								V _{c1}	V _{cs}	心部硬さ (HV)	残留オーステナイト量 (%)	結晶粒度 番号	衝撃値 (J/cm ²)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr						
発明鋼	1	0.14	0.12	1.78	0.007	0.015	0.028	0.010	1.04	14.3	149.8	392	45	8.4	66
	2	0.16	0.10	1.80	0.008	0.020	0.028	0.010	1.10	9.2	105.6	400	42	8.3	60
	3	0.18	0.08	1.72	0.002	0.012	0.022	0.011	10.5	8.1	101.0	420	41	8.8	67
	4	0.17	0.06	1.36	0.010	0.015	0.030	0.012	1.35	8.2	101.9	410	49	9.0	65
	5	0.13	0.06	1.85	0.008	0.019	0.028	0.010	1.22	12.0	140.1	400	47	8.3	70

【0059】更に、前記表1に示したシャルピー衝撃試験片（浸炭焼入れ処理後のもの）のうち鋼種1～5について、図5に示したのと同じ条件で浸炭焼入れ・焼戻し処理を施し、表6に示す条件でショットピーニング処理を施した後、前記と同様にして室温での衝撃試験を行ない、表7に示す結果を得た。

【0060】

【表6】

ショット粒の硬さ	HRC60
ショット粒径	0.6 mm
投射速度	100 m/s
投射時間	2 min

※【0061】

【表7】

30

		化 学 成 分 (mass%)								V _{c1}	V _{cs}	心部硬さ (HV)	残留オーステナイト量 (%)	結晶粒度 番号	残留応力 (N/mm ²)	衝撃値 (J/cm ²)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr							
発明鋼	1	0.14	0.12	1.78	0.007	0.015	0.028	0.010	1.04	14.3	149.8	392	28	8.4	-437	66
	2	0.16	0.10	1.80	0.008	0.020	0.028	0.010	1.10	9.2	105.6	400	25	8.3	-452	67
	3	0.18	0.08	1.72	0.002	0.012	0.022	0.011	1.05	8.1	101.0	420	27	8.8	-358	65
	4	0.17	0.06	1.36	0.010	0.015	0.030	0.012	1.35	8.2	101.9	410	33	9.0	-544	68
	5	0.13	0.06	1.85	0.008	0.019	0.028	0.010	1.22	12.0	140.1	400	31	8.3	-476	72

【0062】表7からも明らかである様に、これらの供試材はいずれも本発明の規定要件を充足し、且つショットピーニング処理によって表層部に300 N/mm²以上の圧縮残留応力を与えたものであって、表3に示した

ショットピーニングなしのものに比べて何れも衝撃値が一層高められていることが分かる。

【0063】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、鋼

19

材の化学成分を特定すると共に、浸炭（または浸炭・窒化）焼入れ処理後における芯部の金属組織を、所定量のマルテンサイト面積率を有するマルテンサイト+ベイナイト主体の混合組織とすると共に、浸炭（または浸炭・窒化）層については残留オーステナイト量と結晶粒度番号を規定することによって、優れた衝撃強度と衝撃曲げ疲労特性を備えた高韌性鍛造機械部品を提供し得ることになった。またこの部品に更に適正な条件でショットピーニング処理を施して表層部に圧縮残留応力を付与してやれば、衝撃疲労特性の一段と優れた機械部品を得ることができる。

【0064】更に本発明の方法によれば、上記の金属組織等の要件を満足する鍛造機械部品を得るために焼入れ条件を、当該機械部品を構成する鋼材の成分組成とそのジョミニー焼入性曲線を元にしてほぼ正確に割り出すことができ、焼入れ条件の標準化を推進することができる。

10 20

できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】ジョミニー焼入性曲線の一例を示す図である。

【図2】ジョミニー距離と900～300℃間の平均冷却速度の関係を示すグラフである。

【図3】実験で使用した衝撃試験片の形状を示す図である。

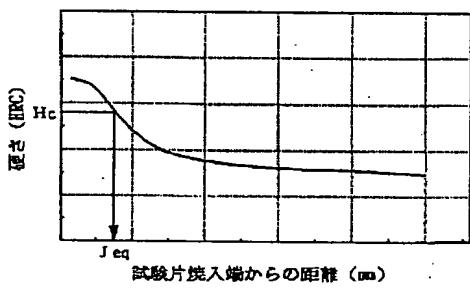
【図4】実験で採用した繰返し衝撃曲げ疲労試験片の形状を示す図である。

【図5】実験で採用した浸炭焼入れ・焼戻し処理条件を示す図である。

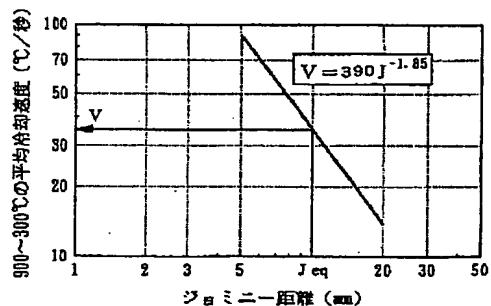
【図6】衝撃曲げ疲労試験における繰返し数と繰返し応力について、実施例と比較例の実験結果を対比して示すグラフである。

【図7】実験で採用した浸炭・窒化焼入れ処理条件を示す図である。

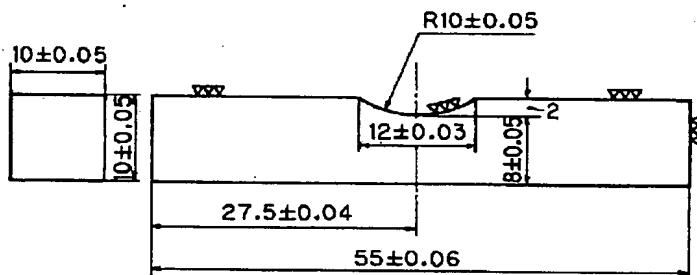
【図1】



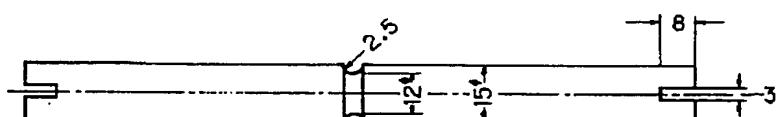
【図2】



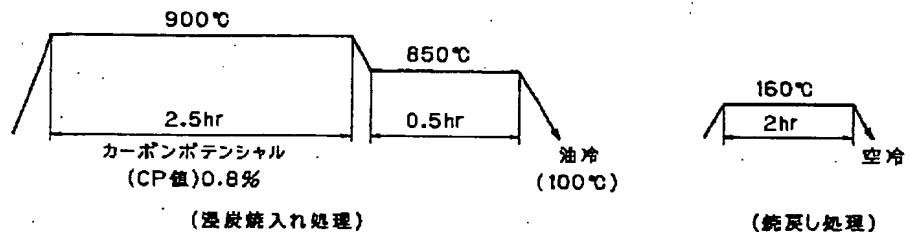
【図3】



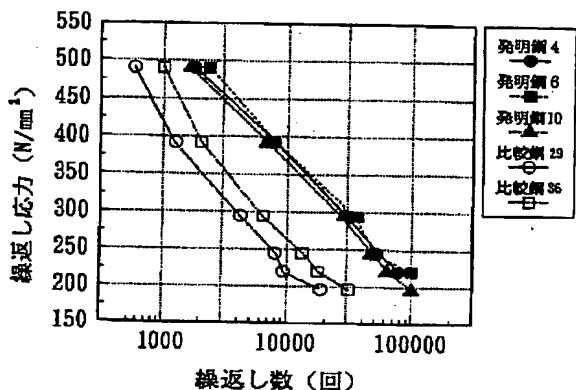
【図4】



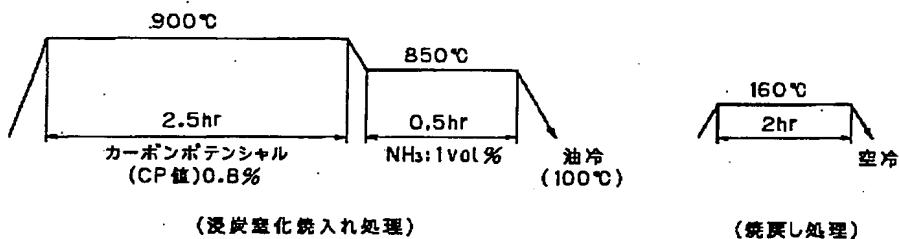
【図5】



【図6】



【図7】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6 識別記号 庁内整理番号 F I 技術表示箇所
 C 22 C 38/18
 38/38
 38/58

(72) 発明者 岡田 義夫
 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産
 自動車株式会社内

(72) 発明者 白木 秀樹
 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産
 自動車株式会社内

(72) 発明者 鎌田 保志
神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産
自動車株式会社内